

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-332555

(43)Date of publication of application : 22.11.2002

---

(51)Int.Cl.

C23C 2/06  
C22C 18/00  
C22C 18/02  
C22C 18/04

---

(21)Application number : 2001-143093

(71)Applicant : NISSHIN STEEL CO LTD

(22)Date of filing : 14.05.2001

(72)Inventor : KOMATSU ATSUSHI  
IZUMITANI HIDEFUSA  
ANDO ATSUSHI

---

(54) HOT DIP Zn-Al-Mg BASED ALLOY PLATED STEEL HAVING EXCELLENT CORROSION RESISTANCE

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain hot dip Zn-Al-Mg based alloy plated steel which has high corrosion resistance even with a drenching method where steel formed into a prescribed shape is dipped into a hot dip plating bath.

SOLUTION: In the plated steel, a plated layer having a composition containing, by mass, 0.005 to 30.0% Al and 0.5 to 10.0% Mg, and the balance substantially Zn is formed on the surface of base steel via an alloy layer consisting of one or two kinds selected from an Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> intermetallic compound and an FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound. A structure where the plated layer infiltrates into the gaps of the alloy layer, and one or two kinds selected from an Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> intermetallic compound, an FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound, an Fe-Zn based intermetallic compound and an Fe-Zn-Al based amorphous compound are dispersed therein is preferable.

---

### LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or

application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's  
decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's  
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

PAT-NO: JP02002332555A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 2002332555 A

TITLE: HOT DIP Zn-Al-Mg BASED ALLOY PLATED STEEL HAVING  
EXCELLENT CORROSION RESISTANCE

PUBN-DATE: November 22, 2002

INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
KOMATSU, ATSUSHI	N/A
IZUMITANI, HIDEFUSA	N/A
ANDO, ATSUSHI	N/A

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
NISSHIN STEEL CO LTD	N/A

APPL-NO: JP2001143093

APPL-DATE: May 14, 2001

INT-CL (IPC): C23C002/06, C22C018/00 , C22C018/02 , C22C018/04

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain hot dip Zn-Al-Mg based alloy plated steel which has high corrosion resistance even with a drenching method where steel formed into a prescribed shape is dipped into a hot dip plating bath.

SOLUTION: In the plated **steel, a plated layer having a composition containing, by mass, 0.005 to 30.0% Al and 0.5 to 10.0% Mg, and the balance substantially Zn is formed on the surface of base steel via an alloy layer consisting of one or two kinds selected from an Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> intermetallic compound and an FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound.** A structure where the plated layer infiltrates into the gaps of the alloy layer, and one or two kinds selected from an Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> intermetallic compound, an FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound, an Fe-Zn based intermetallic compound and an Fe-Zn-Al based amorphous compound are dispersed therein is preferable.

COPYRIGHT: (C)2003,JPO

\* NOTICES \*

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

---

CLAIMS

---

[Claim(s)]

[Claim 1] The melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating steel materials characterized by forming in the front face of substrate steel the plating layer in which 0.005 to aluminum:30.0 mass %, 0.5 to Mg:10.0 mass %, and the remainder have the presentation of Zn substantially through the alloy layer which consists of one sort of Fe<sub>2</sub>aluminum<sub>5</sub> intermetallic compound and FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound, or two sorts.

[Claim 2] The melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating steel materials according to claim 1 with which an alloy layer contains a Fe-Zn system intermetallic compound and/or a Fe-Zn-aluminum system amorphous compound further.

[Claim 3] The melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating steel materials according to claim 1 or 2 with which a plating layer contains one sort of 0.005 to nickel:2.0 mass %, 0.005 to Cu:1.0 mass %, 0.005 to Co:1.0 mass %, 0.005 to Mn:1.0 mass %, 0.005 to Cr:1.0 mass %, 0.005 to Mo:1.0 mass %, V:0.005 to 1.0 mass %, and W:0.005 - 1.0 mass %, or two sorts or more further.

[Claim 4] claims 1-3 in which a plating layer contains one sort of calcium, Na, Li, K, Sr, Ba, Be, Y and Zr of further 0.005 - 0.5 mass %, and a misch metal, or two sorts or more -- melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating steel materials given in any they are.

[Claim 5] claims 1-4 in which a plating layer contains one sort of 0.001 to Ti:0.1 mass %, and B:0.001 - 0.045 mass %, or two sorts further -- melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating steel materials given in any they are.

[Claim 6] claims 1-5 in which a plating layer contains Si:0.005 - 2.0 mass % further -- the melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating steel materials of any or a publication.

[Claim 7] claims 1-6 which have the structure to which the plating layer entered the clearance between alloy layers, and one sort of Fe<sub>2</sub>aluminum<sub>5</sub> intermetallic compound, FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound, a Fe-Zn system intermetallic compound, and a Fe-Zn-aluminum system amorphous compound or two sorts are distributing in the plating layer -- melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating steel materials given in any they are.

---

[Translation done.]

\* NOTICES \*

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

---

DETAILED DESCRIPTION

---

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Industrial Application] This invention relates to the melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating steel materials with which the hot-dipping layer which was excellent in corrosion resistance in the steel materials fabricated by the predetermined configuration by the approach immersed in a hot-dipping bath was formed.

[0002]

[Description of the Prior Art] In the steel materials used for the application put to a severe corrosion ambient atmosphere as the structure material and the various metallic ornaments construction, engineering works, a road, for agriculture, etc., after being fabricated by the predetermined configuration, hot dip zincing is usually given. There are many applications from which dozens of years of life is expected in a general environment, and since it is hard to give endurance by the galvanization over a long period of time, the plating steel materials which did 55 mass % addition of aluminum are also partly used for the plating layer. It is necessary to raise plating temperature at about 600 degrees C for formation of the plating layer which contains 55 mass % and aluminum so much. However, in order that promotion of deformation and quality-of-the-material degradation of steel materials by the thermal strain may actualize with the rise of plating temperature, application to the large-sized structure is difficult, and constraint joins the application of aluminum-Zn plating steel materials 55%.

[0003] Plating temperature can control the rise of plating temperature by lessening aluminum content contained in a plating layer. The plating layer containing aluminum of 5 mass % extent can actually be formed at the plating temperature of about 450 degrees C. However, although Zn-5%aluminum plating shows the corrosion resistance which was excellent as compared with the galvanization, it is inadequate in response to the demand of maintenance-free-izing for dozens of years etc.

[0004]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] By the way, this invention person etc. introduced that corrosion resistance was improved remarkably by the header, JP,10-226865,A, JP,10-306357,A, etc., when adding aluminum of the specified quantity, and Mg in a hot-dip-zincing layer. It has the metal texture where a primary phase aluminum phase or a primary phase aluminum phase, and Zn single phase were intermingled in the matrix of an aluminum/Zn/Zn2Mg ternary eutectic organization, aluminum and Mg become a precise poorly soluble corrosion product, and a plating layer works as barrier to the corrosive ion which invades from the outside. Therefore, the corrosion resistance excellent also in the bottom of the paint film the section with a paint film crack and near the amputation stump side is presented as well as the corrosion resistance of a flat part.

[0005] The developed melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating steel plate is premised on manufacture in continuation hot-dipping Rhine, and the thickness of the alloy layer produced in the interface of a plating layer / substrate steel can stop at 1micro or less, and cannot grow up an alloy layer thickly. However, for the application put to cruel corrosive environment, the case where life sufficient in just a melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating layer is not acquired is expected, and to grow up a

corrosion resistance good alloy layer into the interface of a plating layer / substrate steel thickly depending on an application is desired.

[0006]

[Means for Solving the Problem] By being thought out in order to meet such a demand, and making the alloy layer which contains Fe<sub>2</sub>aluminum<sub>5</sub> intermetallic compound and FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound in the interface of substrate steel and a melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating layer intervene, this invention can be manufactured also by the immersion coating method without the need of raising plating temperature, and aims at offering melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating steel materials with the high corrosion resistance which exceeds aluminum-Zn plating steel materials 55%.

[0007] The melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating steel materials of this invention are characterized by forming in the front face of substrate steel the plating layer in which 0.005 to aluminum:30.0 mass %, 0.5 to Mg:10.0 mass %, and the remainder have the presentation of Zn substantially through the alloy layer which consists of one sort of Fe<sub>2</sub>aluminum<sub>5</sub> intermetallic compound and FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound, or two sorts in order to attain the purpose. An alloy layer can contain a Fe-Zn system intermetallic compound and/or a Fe-Zn-aluminum system amorphous compound further. A plating layer has the desirable structure which enters the clearance between alloy layers and one sort of Fe<sub>2</sub>aluminum<sub>5</sub> intermetallic compound, FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound, a Fe-Zn system intermetallic compound, and a Fe-Zn-aluminum system amorphous compound or two sorts are distributing.

[0008] A plating layer Furthermore, nickel: 0.005 to 2.0 mass %, Cu: One sort or two sorts or more of 0.005 to 1.0 mass %, 0.005 to Co:1.0 mass %, 0.005 to Mn:1.0 mass %, 0.005 to Cr:1.0 mass %, 0.005 to Mo:1.0 mass %, V:0.005 to 1.0 mass %, and W:0.005 - 1.0 mass %, One sort or two sorts or more of calcium, Na, Li, K, Sr, Ba, Be, Y and Zr of 0.005 - 0.5 mass %, and a misch metal, Ti: One sort of 0.001 to 0.1 mass %, and B:0.001 - 0.045 mass % or two sorts, and/or Si:0.005 - 2.0 mass % can be included.

[0009]

[Function] The presentation of a plating layer is specified with 0.005 to aluminum:30.0 mass %, and 0.5 to Mg:10.0 mass %, the remainder is substantially specified with Zn, and the alloy layer which consists of one sort of Fe<sub>2</sub>aluminum<sub>5</sub> intermetallic compound and FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound or two sorts is generating the melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating steel materials according to this invention to the interface of a plating layer / substrate steel. In a melting Zn-aluminum-Mg system alloy plating, if the intermetallic compound of Fe<sub>2</sub>aluminum<sub>5</sub> and FeAl<sub>3</sub> grade generates to the interface of a plating layer / substrate steel, as for Mg which hardly dissolves to an intermetallic compound, Mg concentration of penetration and a plating layer will rise locally in a surrounding plating layer. Consequently, the field where Mg concentration is higher than a plating layer is formed in the perimeter of an alloy layer, and the corrosion resistance of this part improves. Moreover, the melting point of the perimeter of an alloy layer falls with the rise of Mg concentration, and time amount until the hot-dipping metal adhering to the steel materials pulled up from the plating bath solidifies completely becomes long.

[0010] That the time amount to the full coagulation of a hot-dipping metal becomes long has big effect on generation and growth of an alloy layer as compared with continuation hot-dipping Rhine which sends a steel strip into a hot-dipping bath continuously, and carries out hot dipping to it by the DOBU \*\*\*\* method for being immersed and pulling up steel materials to a hot-dipping bath. That is, by the DOBU \*\*\*\* method, the time amount in contact with a hot-dipping metal is comparatively long, and a plating negative is in the environment where an alloy layer tends to generate and grow. And since the perimeter of an alloy layer which carried out melting point lowering by the rise of Mg concentration is comparatively maintained by a melting condition or the half-coagulation condition over long duration, generation and growth of an alloy layer are promoted. Thus, when utilizing the advantage peculiar to a melting Zn-aluminum-Mg system alloy plating and combining with the DOBU \*\*\*\* method, it becomes possible to grow up a corrosion resistance good alloy layer into the interface of a plating layer / substrate steel thickly. Moreover, since the melting point of the perimeter of an alloy layer descends by the rise of Mg concentration, in order to obtain the Fe-aluminum alloy layer of the same thickness as compared with other hot dipping, it is not necessary to raise bath temperature, and the immersion time amount to a

plating bath can also be shortened.

[0011]

[Embodiment of the Invention] Mg contained in a plating layer serves as a Mg content Zn system corrosion product with very strong protection nature, forms a protective film in the surface of a plating layer, and delays the corrosion of the plating layer itself remarkably. Incidentally, with the galvanization steel materials which do not contain Mg, the zinc oxide which does not have protection nature with advance of corrosion generates, and corrosion further becomes easy to advance. Such corrosion depressor effect becomes remarkable by Mg content more than 0.5 mass %, and is saturated with 10.0 mass %. A part is incorporated by Zn system corrosion product with Mg, and aluminum in a plating layer raises the protection ability of a corrosion product like Mg, and makes corrosion of the plating layer itself late. Furthermore, a part of aluminum forms a Zn-aluminum system corrosion product. A Zn-aluminum system corrosion product is very stable, exists in the surface of a plating layer, and raises endurance over a long period of time. Such effectiveness becomes remarkable by aluminum content more than 0.005 mass %. aluminum content of the excessive amount exceeding 30 mass % needs the rise of plating temperature, and it becomes impossible however, to apply a immersion coating method.

[0012] In the interface of a plating layer / substrate steel, the alloy layer which consists of one sort of Fe<sub>2</sub>aluminum<sub>5</sub> intermetallic compound and FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound or two sorts is generating. Fe<sub>2</sub>aluminum<sub>5</sub> intermetallic compound and FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound are dissolving Zn, and may contain a Fe-Zn system intermetallic compound and a Fe-Zn-aluminum system amorphous compound. Fe<sub>2</sub>aluminum<sub>5</sub> intermetallic compound and FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound are excellent in corrosion resistance as compared with the Fe-Zn system intermetallic compound currently generated to galvanization steel materials, and generate aluminum Rich's corrosion product in a corrosion process. The generated corrosion product serves as barrier and delays the corrosion of a plating layer and substrate steel remarkably. Although it is reported that the corrosion resistance which was very excellent in the conventional aluminum plating steel plate when amorphous aluminum system corrosion product generated is discovered, aluminum Rich's corrosion product generated by the corrosion reaction of Fe<sub>2</sub>aluminum<sub>5</sub> intermetallic compound and FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound is also imagined to be what presents an operation similar to the amorphous aluminum system corrosion product seen with aluminum plating.

[0013] even if the Fe-Zn system intermetallic compound and the Fe-Zn-aluminum system amorphous compound are contained in the alloy layer -- aluminum -- there is no change fundamental to the corrosion behavior which a rich corrosion product generates, and the outstanding corrosion resistance is maintained. The corrosion resistance which does not have a change fundamental to corrosion behavior and was excellent also in the structure which the structure to which the plating layer entered the clearance between alloy layers, Fe<sub>2</sub>aluminum<sub>5</sub> intermetallic compound, FeAl<sub>3</sub> intermetallic compound, a Fe-Zn system intermetallic compound, a Fe-Zn-aluminum system amorphous compound, etc. distributed in the plating layer is maintained.

[0014] When making a corrosion resistance good alloy layer form, it is desirable to hold a plating bath in a 450-570-degree C temperature region. Especially, if a plating bath is held in a 470-570-degree C temperature region, compaction of immersion time amount will also be achieved. However, depending on the component and presentation of the steel materials which are plating negatives, an alloy layer may carry out abnormality development in a 450-570-degree C temperature region, and surface discontinuity, such as YAKE, may occur. In such a case, the plating conditions which managed immersion time amount severely at low temperature comparatively are adopted.

[0015] If alloy contents other than aluminum and Zn are included in a plating layer, general corrosion resistance will improve further and thickness equalization of after [ paint ] corrosion resistance, a surface appearance, and a plating layer etc. will be attained. For example, if one sort of nickel, Cu, Co, Mn, Cr, Mo, V, and W or two sorts or more are added, the passivation inclination of the oxide film generated on the front face of a plating layer will be promoted, and the corrosion reaction under a paint film will be suppressed. Moreover, minute irregularity is formed in the front face of a plating layer, and the paint film adhesion by the anchor effect also improves. The improvement effect of the corrosion resistance

after paint is seen by adding nickel, Cu, Co, Mn, Cr, Mo, V, and W more than 0.005 mass %. However, since superfluous addition will cause degradation of the workability fall by dross generating etc., and appearance quality, an upper limit is set as nickel:2.0 mass %, Cu:1.0 mass %, Co:1.0 mass %, Mn:1.0 mass %, Cr:1.0 mass %, Mo:1.0 mass %, V:1.0 mass %, and W:1.0 mass %, respectively.

[0016] If one sort of calcium, Na, Li, K, Sr, Ba, Be, Y, Zr, and a misch metal or two sorts or more are added, formation of Mg system oxide film generated on the front face of a plating layer will be controlled moderately, there will be no generating of a wrinkle pattern, and the surface appearance of a plating layer will be improved. A wrinkle pattern is followed on the plating metal of a half-melting condition hanging down, and falling, and although it seems to generate when tension joins Mg system oxide film currently generated on the front face of a plating layer, it is controlled by adding calcium, Na, Li, K, Sr, Ba, Be, Y and Zr with a comparatively high oxygen affinity, a misch metal, etc. Although the operation of calcium, Na, Li, K, Sr, Ba, Be, Y, Zr, and a misch metal exerted on generating control of a wrinkle pattern and an improvement of a surface appearance becomes remarkable above addition 0.005 mass %, it is saturated with 0.5 mass %.

[0017] When the plating layer containing Zn and Mg solidifies, Zn11Mg2 phase and a Zn2Mg phase crystallize, but Zn11Mg2 phase will serve as a cause which degrades appearance quality that it is easy to carry out a black discoloration color, if it is left after plating. Although the corrosion product generated by the preferential corrosion of Zn11Mg2 phase is the cause, if a black discoloration color adds Ti of optimum dose, and/or B in a plating layer, generation of a surface appearance and Zn11Mg2 phase which has a bad influence on corrosion resistance will be controlled. The Zn-Mg system intermetallic compound crystallized in a plating layer is substantially made only into a Zn2Mg phase by addition of Ti and B. Generation of Zn11Mg2 phase is controlled by Ti more than 0.001 mass %, or B addition. However, if B exceeding Ti exceeding 0.1 mass % or 0.045 mass % is added, sludges, such as a Ti-aluminum system, a Ti-B system, and an aluminum-B system, will generate and grow into a plating layer, irregularity (BUTSU) will arise in a plating layer, and an appearance will become easy to deteriorate.

[0018] Si addition controls growth of Fe2aluminum5 intermetallic compound and FeAl3 intermetallic compound, and its thickness is effective in generation and growth of a uniform alloy layer. Moreover, it is stopped by Si addition that Fe2aluminum5 intermetallic compound and FeAl3 intermetallic compound grow up to be even the surface of a plating layer locally, and generating of the surface discontinuity called YAKE is controlled. Although such effectiveness is acquired by Si addition more than 0.005 mass %, if Si of the excessive amount exceeding 2.0 mass % is added, it will become easy to generate dross in a hot-dipping bath.

[0019]

[Example 1] The welded steel pipe was immersed in the hot-dipping bath (bath temperature: 450-550 degrees C) with various presentations for 30 to 300 seconds, and the plating steel materials with which plating coating weight was unified into the range of 450 - 470 g/m<sup>2</sup> were manufactured. Each piece of a plating steel-materials blank test is started, and it is JIS. The salt spray test specified to Z2371 was presented. After continuing a salt fog for 100 hours, the corrosion weight loss of the enveloping layer currently formed in the test piece front face was measured, and the corrosion rate was computed from the measurement result. The test numbers 1-27 with which are satisfied of the conditions which the alloy layer and the plating layer presentation specified by this invention were excellent in corrosion resistance as compared with the conventional galvanization article (test number 28) or the Zn-5%aluminum plating article (test number 29) so that the test result of Table 1 might see. Moreover, without corrosion resistance falling, even if it added Si, Ti, and B in the plating layer, the surface appearance has been improved and plating steel materials without surface discontinuity were obtained.

[0020]



表 1 : 合金層、めっき層が耐食性に及ぼす影響

No.	合金層の構成化合物				めっき層(質量%)				腐食速度 (g/m <sup>2</sup> ・時)
	I	II	III	IV	Zn	Al	Mg	その他	
1	○	—	—	—	残	6.1	3.0		0.014
2	—	○	—	—	残	6.1	3.0		0.015
3	○	○	—	—	残	6.1	3.0		0.018
4	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Si:0.02	0.017
5	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01	0.018
6	○	○	○	—	残	6.1	3.0		0.012
7	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Si:0.02	0.014
8	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01	0.013
9	○	○	○	○	残	6.1	3.0		0.016
10	○	—	—	—	残	11.6	3.1		0.011
11	—	○	—	—	残	11.6	3.1		0.012
12	○	○	—	—	残	11.6	3.1		0.011
13	○	○	—	—	残	11.6	3.1	Si:0.3	0.012
14	○	○	—	—	残	11.6	3.1	Ti:0.02,B:0.01	0.011
15	○	○	○	—	残	11.6	3.1		0.013
16	○	○	○	—	残	11.6	3.1	Si:0.3	0.013
17	○	○	○	—	残	11.6	3.1	Ti:0.02,B:0.01	0.012
18	○	○	○	○	残	11.6	3.1		0.015
19	—	○	—	—	残	0.8	2.8		0.034
20	—	○	○	—	残	0.8	2.8		0.032
21	—	○	○	○	残	0.8	2.8		0.038
22	—	○	—	○	残	0.8	2.8		0.036
23	○	—	—	—	残	27	3.5	Si:1.5	0.011
24	—	○	—	—	残	27	3.5	Si:1.5	0.012
25	○	○	—	—	残	27	3.5	Si:1.5	0.011
26	○	○	○	—	残	27	3.5	Si:1.5	0.014
27	○	○	○	○	残	27	3.5	Si:1.5	0.012
28	—	—	—	○	残	0.002		Pb:0.8	1.1
29	○	○	—	—	残	5.1			0.12

合金層の構成化合物 I は FeAl<sub>3</sub> 金属間化合物、II は Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 金属間化合物、III は Fe-Zn-Al 系非晶質化合物、IV は Fe-Zn 系金属間化合物を示す

[0021]

[Example 2] Except for plating layer presentations differing, the plating steel materials with which the alloy layer and the melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating layer were formed like the example 1 were manufactured by the immersion coating method. About each obtained plating steel materials, the corrosion rate was measured by the same salt spray test as an example 1, and nakedness corrosion resistance was judged from measured value. Moreover, after degreasing plating steel materials with a meta-crane, paint pretreatment of surface control and phosphoric-acid zinc processing was performed, and after applying acrylic lacquer by bar coater and drying it for 10 minutes in ordinary temperature, the paint film of 30 micrometers of desiccation thickness was formed by the ability being burned at 160 degrees C for 20 minutes. After putting the notch which reaches a ferrite into the test piece after paint, the combined-cycle corrosion test of salt fog (35-degree-C, 5%NaCl) 2-hour -> desiccation (60-degree-C, 30%RH) 4-hour -> humidity (50-degree-C, 95%RH) 2 hours was presented. And the maximum blistering width of face of the scratch section was measured after the combined-cycle trial of 500 hours,

and the corrosion resistance after paint was judged from measured value.

[0022] The test numbers 1-42 with which are satisfied of the conditions which the alloy layer and the plating layer presentation specified by this invention were excellent in nakedness corrosion resistance as compared with the conventional galvanization article (test number 43) or the Zn-5%aluminum plating article (test number 44) so that clearly from the table 2 showing results of an investigation. Even if it compared nakedness corrosion resistance with the plating layer which does not contain nickel, Cu, Co, Mn, Cr, Mo, V, and W, it was equal. Each corrosion resistance after paint was also as small as 0.4mm or less, and the maximum blistering width of face was superior to the conventional galvanization article (test number 43) or the Zn-5%aluminum plating article (test number 44).

[0023]

表2：合金層、めっき層組成が裸耐食性、塗装後耐食性に及ぼす影響

No.	合金層の構成化合物				めっき層 (質量%)				腐食速度 ( $\text{g}/\text{m}^2/\text{時}$ )	最大膨れ幅 (mm)
	I	II	III	IV	Zn	Al	Mg	その他		
1	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Ni:0.02	0.014	0.4
2	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Cu:0.02	0.013	0.4
3	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Co:0.02	0.015	0.4
4	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Mn:0.02	0.015	0.4
5	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Cr:0.02	0.014	0.4
6	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Mo:0.02	0.014	0.4
7	○	○	—	—	残	6.1	3.0	V:0.02	0.015	0.4
8	○	○	—	—	残	6.1	3.0	W:0.02	0.015	0.4
9	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Si:0.02,Ni:0.02	0.015	0.4
10	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Si:0.02,Cu:0.01	0.014	0.4
11	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Si:0.02,Co:0.01	0.013	0.4
12	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Ni:0.02	0.015	0.4
13	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Mn:0.01	0.016	0.4
14	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Cr:0.01	0.015	0.4
15	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Ni:0.2	0.014	0.3

表2：合金層、めっき層組成が裸耐食性、塗装後耐食性に及ぼす影響

(続き)

No.	合金層の構成化合物				めっき層 (質量%)				腐食速度 ( $\text{g}/\text{m}^2/\text{時}$ )	最大膨れ幅 (mm)
	I	II	III	IV	Zn	Al	Mg	その他		
16	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Cu:0.2	0.013	0.4
17	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Co:0.2	0.016	0.3
18	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Mn:0.2	0.014	0.4
19	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Cr:0.2	0.015	0.3
20	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Mo:0.2	0.015	0.4
21	○	○	○	—	残	6.1	3.0	V:0.2	0.014	0.4
22	○	○	○	—	残	6.1	3.0	W:0.2	0.016	0.4
23	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Si:0.04,Ni:0.4	0.014	0.3
24	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Si:0.05,Cu:0.05	0.016	0.4
25	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Si:0.05,Co:0.15	0.013	0.4
26	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Ni:0.5	0.016	0.4
27	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Mn:0.5	0.015	0.3
28	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Cr:0.5	0.014	0.3
29	○	—	—	—	残	11.9	3.1	Ni:0.2	0.011	0.4
30	—	○	—	—	残	11.9	3.1	Cu:0.7	0.012	0.3

表 2 : 合金層, めっき層組成が耐食性, 塗装後耐食性に及ぼす影響

(続き)

No.	合金層の構成化合物				めっき層 (質量%)				腐食速度 ( $\text{g}/\text{m}^2/\text{時}$ )	最大膨れ幅 (mm)
	I	II	III	IV	Zn	Al	Mg	その他		
31	○	○	—	—	残	11.9	3.1	Co:0.5	0.011	0.3
32	○	○	—	—	残	11.9	3.1	Si:0.3,Mn:0.3	0.012	0.3
33	○	○	—	—	残	11.9	3.1	Ti:0.02,B:0.01,Cr:0.4	0.011	0.3
34	—	○	—	—	残	0.8	2.8	Ni:0.01	0.033	0.4
35	—	○	—	○	残	0.8	2.8	Cu:0.04	0.033	0.4
36	—	○	○	○	残	0.8	2.8	Co:0.02	0.036	0.4
37	—	○	—	○	残	0.8	2.8	Mn:0.06	0.034	0.4
38	○	—	—	—	残	27	3.5	Si:1.5,Cr:0.07	0.013	0.4
39	—	○	—	—	残	27	3.5	Si:1.5,Ni:0.015	0.011	0.4
40	○	○	—	—	残	27	3.5	Si:1.5,Cu:0.025	0.012	0.4
41	○	○	○	—	残	27	3.5	Si:1.5,Co:0.04	0.014	0.4
42	○	○	○	○	残	27	3.5	Si:1.5,Mn:0.03	0.013	0.4
43	—	—	—	○	残	0.002	—	Pb:0.8	1.1	1.5
44	○	○	—	—	残	5.1	—	—	0.12	0.9

合金層の構成化合物 I は  $\text{FeAl}_3$  金属間化合物, II は  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  金属間化合物, III は Fe-Zn-Al 系非晶質化合物, IV は Fe-Zn 系金属間化合物を示す。

[0024]

[Example 3] Except for plating layer presentations differing, the plating steel pipe with which the alloy layer and the melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating layer were formed like the example 1 was manufactured by the immersion coating method. Each obtained plating steel materials were asked for the same salt fog trial trial as an example 1, and the corrosion rate. Moreover, the appearance was evaluated, having carried out visual observation of the appearance of each plating steel materials, and having used as O that by which \*\* and a wrinkle were not detected in what the partial wrinkle has generated on the plating layer front face.

[0025] The test numbers 1-36 with which are satisfied of the conditions which the alloy layer and the plating layer presentation specified by this invention were excellent in nakedness corrosion resistance as compared with the conventional galvanization article (test number 37) or the Zn-5%aluminum plating article (test number 38) so that the results of an investigation of Table 3 might see. Even if it compared nakedness corrosion resistance with the plating layer which does not contain calcium, Na, Li, K, Sr, Ba, Be, Y, Zr, and a misch metal, it was equal. in the result of appearance observation, a wrinkle pattern observes as compared with the plating layer (test numbers 39-42) which does not contain calcium, Na, Li, K, Sr, Ba, Be, Y, Zr, and a misch metal -- not having -- a good front face -- description was presented.

[0026]

表3：合金層、めっき層組成が耐食性、外観に及ぼす影響

No.	合金層の構成化合物				めっき層 (質量%)				腐食速度 ( $\text{g}/\text{m}^2/\text{時}$ )	外観評価
	I	II	III	IV	Zn	Al	Mg	その他		
1	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Ca:0.01	0.013	○
2	○	○	—	—	残	6.1	3.0	ミッシュメタル:0.01	0.014	○
3	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Li:0.01	0.014	○
4	○	○	—	—	残	6.1	3.0	K:0.01	0.015	○
5	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Sr:0.01	0.014	○
6	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Si:0.02,Ba:0.01	0.014	○
7	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Si:0.02,Be:0.01	0.015	○
8	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Si:0.02,Y:0.01	0.013	○
9	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Na:0.01	0.014	○
10	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Zr:0.01	0.015	○
11	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Sr:0.01	0.016	○
12	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Zr:0.2	0.014	○
13	○	○	○	—	残	7.2	3.5	ミッシュメタル:0.2	0.014	○
14	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Na:0.2	0.015	○
15	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Y:0.2	0.013	○

表3：合金層、めっき層組成が耐食性、外観に及ぼす影響

(続き)

No.	合金層の構成化合物				めっき層 (質量%)				腐食速度 ( $\text{g}/\text{m}^2/\text{時}$ )	外観評価
	I	II	III	IV	Zn	Al	Mg	その他		
16	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Be:0.2	0.016	○
17	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Si:0.04,Ca:0.4	0.013	○
18	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Si:0.05,Na:0.2	0.015	○
19	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Si:0.05,Li:0.2	0.014	○
20	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,K:0.4	0.015	○
21	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Sr:0.4	0.016	○
22	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Zr:0.3	0.015	○
23	○	—	—	—	残	11.9	3.1	Na:0.2	0.011	○
24	—	○	—	—	残	11.9	3.1	Ca:0.3	0.011	○
25	○	○	—	—	残	11.9	3.1	Sr:0.4	0.011	○
26	○	○	—	—	残	11.9	3.1	Si:0.3,Zr:0.3	0.011	○
27	○	○	—	—	残	11.9	3.1	Ti:0.02,B:0.01,Li:0.4	0.012	○
28	—	○	—	—	残	0.8	2.8	Na:0.007	0.034	○
29	—	○	○	—	残	0.8	2.8	Ca:0.007	0.034	○
30	○	○	○	○	残	0.8	2.8	Sr:0.008	0.035	○

表3：合金層、めっき層組成が耐食性、外観に及ぼす影響 (続き)

No.	合金層の構成化合物				めっき層 (質量%)				腐食速度 (g/m <sup>2</sup> /時)	外観評価
	I	II	III	IV	Zn	Al	Mg	その他		
31	—	○	—	○	残	0.8	2.8	Zr:0.006	0.033	○
32	○	—	—	—	残	27	3.5	Si:1.5,Sr:0.07	0.012	○
33	—	○	—	—	残	27	3.5	Si:1.5,Zr:0.07	0.012	○
34	○	○	—	—	残	27	3.5	Si:1.5,Y:0.025	0.013	○
35	○	○	○	—	残	27	3.5	Si:1.5,Ca:0.04	0.012	○
36	○	○	○	○	残	27	3.5	Si:1.5,Na:0.03	0.012	○
37	—	—	—	○	残	0.002	—	Pb:0.8	1.1	○
38	○	○	—	—	残	5.1	—	—	0.12	○
39	○	○	—	—	残	6.1	3.0	—	0.014	△
40	○	○	—	—	残	11.9	3.1	—	0.012	△
41	○	○	—	—	残	0.8	2.8	—	0.033	△
42	○	○	—	—	残	27	3.5	Si:1.5	0.012	△

合金層の構成化合物 I は  $\text{FeAl}_3$  金属間化合物, II は  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  金属間化合物, III は Fe-Zn-Al 系非晶質化合物, IV は Fe-Zn 系金属間化合物を示す。

[0027]

[Effect of the Invention] As explained above, the melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating steel materials of this invention present the outstanding corrosion resistance, without needing high plating temperature like Zn-55%aluminum plating, since the melting Zn-aluminum-Mg system alloy-plating layer of a specific presentation is formed through the alloy layer containing  $\text{Fe}_2\text{aluminum}_5$  intermetallic compound and/or  $\text{FeAl}_3$  intermetallic compound which were generated to the interface of a plating layer / substrate steel. Moreover, the corrosion resistance after paint is improved by addition of nickel, Cu, Co, Mn, Cr, Mo, V, and W, and an appearance is improved by addition of calcium, Na, Li, K, Sr, Ba, Be, Y, Zr, and a misch metal. Such an advantage is utilized and the plating steel materials suitable for the steel materials and the various metallic ornaments construction, engineering works, a road, for agriculture, etc. are offered by the immersion coating method immersed in a hot-dipping bath in the ferrous material fabricated in the predetermined configuration.

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号  
特開2002-332555  
(P2002-332555A)

(43) 公開日 平成14年11月22日 (2002. 11. 22)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	キーワード* (参考)
C 2 3 C 2/06		C 2 3 C 2/06	4 K 0 2 7
C 2 2 C 18/00		C 2 2 C 18/00	
18/02		18/02	
18/04		18/04	

審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号 特願2001-143093(P2001-143093)

(22) 出願日 平成13年5月14日 (2001. 5. 14)

(71) 出願人 000004581

日新製鋼株式会社  
東京都千代田区丸の内3丁目4番1号

(72) 発明者 小松 厚志

大阪府堺市石津西町5番地 日新製鋼株式  
会社技術研究所内

(72) 発明者 泉谷 秀房

大阪府堺市石津西町5番地 日新製鋼株式  
会社技術研究所内

(74) 代理人 100092392

弁理士 小倉 亘 (外2名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐食性に優れた溶融Zn-Al-Mg系合金めっき鋼材

(57) 【要約】

【目的】 所定形状に成形した鋼材を溶融めっき浴に浸漬すると、めっき法によっても、高耐食性の溶融Zn-Al-Mg系合金めっき鋼材を得る。

【構成】 このめっき鋼材は、Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>金属間化合物、FeAl<sub>3</sub>金属間化合物の1種又は2種からなる合金層を介し、Al:0.005~30.0質量%、Mg:0.5~10.0質量%、残部が実質的にZnの組成をもつめっき層が下地鋼の表面に形成されている。めっき層は、合金層の隙間に入り込み、Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>金属間化合物、FeAl<sub>3</sub>金属間化合物、Fe-Zn系金属間化合物、Fe-Zn-Al系非晶質化合物の1種又は2種が分散している構造が好ましい。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ 金属間化合物、 $\text{FeAl}_3$ 金属間化合物の1種又は2種からなる合金層を介し、 $\text{Al}$ :0.005~30.0質量%、 $\text{Mg}$ :0.5~10.0質量%、残部が実質的に $\text{Zn}$ の組成をもつめっき層が下地鋼の表面に形成されていることを特徴とする溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系合金めっき鋼材。

【請求項2】 合金層が更に $\text{Fe}-\text{Zn}$ 系金属間化合物及び/又は $\text{Fe}-\text{Zn}-\text{Al}$ 系非晶質化合物を含む請求項1記載の溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系合金めっき鋼材。

【請求項3】 めっき層が更に $\text{Ni}$ :0.005~2.0質量%、 $\text{Cu}$ :0.005~1.0質量%、 $\text{Co}$ :0.005~1.0質量%、 $\text{Mn}$ :0.005~1.0質量%、 $\text{Cr}$ :0.005~1.0質量%、 $\text{Mo}$ :0.005~1.0質量%、 $\text{V}$ :0.005~1.0質量%、 $\text{W}$ :0.005~1.0質量%の1種又は2種以上を含む請求項1又は2記載の溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系合金めっき鋼材。

【請求項4】 めっき層が更に0.005~0.5質量%の $\text{Ca}$ 、 $\text{Na}$ 、 $\text{Li}$ 、 $\text{K}$ 、 $\text{Sr}$ 、 $\text{Ba}$ 、 $\text{Be}$ 、 $\text{Y}$ 、 $\text{Zr}$ 、ミッシュメタルの1種又は2種以上を含む請求項1~3何れかに記載の溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系合金めっき鋼材。

【請求項5】 めっき層が更に $\text{Ti}$ :0.001~0.1質量%、 $\text{B}$ :0.001~0.045質量%の1種又は2種を含む請求項1~4何れかに記載の溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系合金めっき鋼材。

【請求項6】 めっき層が更に $\text{Si}$ :0.005~2.0質量%を含む請求項1~5何れかに記載の溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系合金めっき鋼材。

【請求項7】 合金層の隙間にめっき層が入り込んだ構造をもち、且つ $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ 金属間化合物、 $\text{FeAl}_3$ 金属間化合物、 $\text{Fe}-\text{Zn}$ 系金属間化合物、 $\text{Fe}-\text{Zn}-\text{Al}$ 系非晶質化合物の1種又は2種がめっき層に分散している請求項1~6何れかに記載の溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系合金めっき鋼材。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、所定形状に成形された鋼材を溶融めっき浴に浸漬する方法等によって耐食性に優れた溶融めっき層が形成された溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系合金めっき鋼材に関する。

## 【0002】

【従来の技術】建築、土木、道路、農業用等の構造材や各種金具類等として、過酷な腐食雰囲気曝される用途で使用される鋼材では、通常、所定形状に成形された後で溶融亜鉛めっきが施されている。一般環境で数十年の寿命を期待される用途も多いが、亜鉛めっきで長期耐久性を付与しがたいため、めっき層に $\text{Al}$ を55質量%添加しためっき鋼材も一部で使用されている。55質量%

と $\text{Al}$ を多量に含むめっき層の形成には、めっき温度を600℃程度に上昇させることが必要になる。しかし、めっき温度の上昇に伴い熱歪による変形の助長や鋼材の材質劣化が顕在化するため、大型構造物への適用が難しく、55% $\text{Al}-\text{Zn}$ めっき鋼材の用途に制約が加わる。

【0003】めっき温度は、めっき層に含まれる $\text{Al}$ 含有量を少なくすることによりめっき温度の上昇を抑制できる。実際、5質量%程度の $\text{Al}$ を含むめっき層は、450℃程度のめっき温度で形成できる。しかし、 $\text{Zn}-5\%\text{Al}$ めっきは、亜鉛めっきに比較して優れた耐食性を示すものの、数十年間のメンテナンスフリー化等の要求に応えるには不十分である。

## 【0004】

【発明が解決しようとする課題】ところで、本発明者等は、溶融亜鉛めっき層に所定量の $\text{Al}$ 、 $\text{Mg}$ を添加するとき耐食性が著しく改善されることを見出し、特開平10-226865号公報、特開平10-306357号公報等で紹介した。めっき層は、 $\text{Al}/\text{Zn}/\text{Zn}_2\text{Mg}$ 三元共晶組織のマトリックスに初晶 $\text{Al}$ 相又は初晶 $\text{Al}$ 相と $\text{Zn}$ 単相が混在した金属組織をもち、 $\text{Al}$ 、 $\text{Mg}$ が緻密で難溶性の腐食生成物になって、外部から侵入してくる腐食性イオンに対するバリアとして働く。そのため、平坦部の耐食性は勿論、塗膜疵付き部や切断端面近傍の塗膜下でも優れた耐食性を呈する。

【0005】開発した溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系合金めっき鋼板は、連続溶融めっきラインでの製造を前提としており、めっき層/下地鋼の界面に生じる合金層の厚みは1 $\mu$ 以下に留まり、合金層を厚く成長させることができない。しかし、苛酷な腐食環境に曝される用途では、溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系合金めっき層のみで十分な寿命が得られない場合が予想され、用途によっては耐食性の良好な合金層をめっき層/下地鋼の界面に厚く成長させることが望まれる。

## 【0006】

【課題を解決するための手段】本発明は、このような要求に応えるべく案出されたものであり、下地鋼と溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系合金めっき層との界面に $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ 金属間化合物や $\text{FeAl}_3$ 金属間化合物を含む合金層を介在させることにより、めっき温度を上げる必要のないどぶ漬け法によっても製造可能で、55% $\text{Al}-\text{Zn}$ めっき鋼材を凌駕する高耐食性をもつ溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系合金めっき鋼材を提供することを目的とする。

【0007】本発明の溶融 $\text{Zn}-\text{Al}-\text{Mg}$ 系合金めっき鋼材は、その目的を達成するため、 $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ 金属間化合物、 $\text{FeAl}_3$ 金属間化合物の1種又は2種からなる合金層を介し、 $\text{Al}$ :0.005~30.0質量%、 $\text{Mg}$ :0.5~10.0質量%、残部が実質的に $\text{Zn}$ の組成をもつめっき層が下地鋼の表面に形成されていることを特徴とする。合金層は、更に $\text{Fe}-\text{Zn}$ 系金属間化合物

及び/又はFe-Zn-Al系非晶質化合物を含むことができる。めっき層は、合金層の隙間に入り込み、Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>金属間化合物、FeAl<sub>3</sub>金属間化合物、Fe-Zn系金属間化合物、Fe-Zn-Al系非晶質化合物の1種又は2種が分散している構造が好ましい。

【0008】めっき層は、更にNi:0.005~2.0質量%、Cu:0.005~1.0質量%、Co:0.005~1.0質量%、Mn:0.005~1.0質量%、Cr:0.005~1.0質量%、Mo:0.005~1.0質量%、V:0.005~1.0質量%、W:0.005~1.0質量%の1種又は2種以上、0.005~0.5質量%のCa、Na、Li、K、Sr、Ba、Be、Y、Zr、ミッシュメタルの1種又は2種以上、Ti:0.001~0.1質量%、B:0.001~0.045質量%の1種又は2種、及び/又はSi:0.005~2.0質量%を含むことができる。

【0009】

【作用】本発明に従った溶融Zn-Al-Mg系合金めっき鋼材は、めっき層の組成がAl:0.005~30.0質量%、Mg:0.5~10.0質量%、残部が実質的にZnと特定され、Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>金属間化合物、FeAl<sub>3</sub>金属間化合物の1種又は2種からなる合金層がめっき層/下地鋼の界面に生成している。溶融Zn-Al-Mg系合金めっきでは、Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>、FeAl<sub>3</sub>等の金属間化合物がめっき層/下地鋼の界面に生成すると、金属間化合物にほとんど固溶しないMgは周囲のめっき層に溶け込み、めっき層のMg濃度が局部的に上昇する。その結果、めっき層よりもMg濃度が高い領域が合金層の周囲に形成され、この部分の耐食性が向上する。また、Mg濃度の上昇に伴って合金層周囲の融点が低下し、めっき浴から引き上げた鋼材に付着している溶融めっき金属が完全に凝固するまでの時間が長くなる。

【0010】溶融めっき金属の完全凝固までの時間が長くなることは、溶融めっき浴に鋼帯を連続的に送り込んで溶融めっきする連続溶融めっきラインに比較し、溶融めっき浴に鋼材を浸漬して引き上げるドブ漬け法では合金層の生成・成長に大きな影響を及ぼす。すなわち、ドブ漬け法では、めっき原板が溶融めっき金属に接触している時間が比較的長く、合金層が生成・成長しやすい環境にある。しかも、Mg濃度の上昇により融点降下した合金層周囲が比較的長時間にわたって溶融状態又は半凝固状態に維持されることから、合金層の生成・成長が促進される。このように溶融Zn-Al-Mg系合金めっき特有の長所を活用し、ドブ漬け法に組み合わせると、耐食性の良好な合金層をめっき層/下地鋼の界面に厚く成長させることが可能となる。また、Mg濃度の上昇によって合金層周囲の融点が降下するため、他の溶融めっきに比較して同じ厚みのFe-Al合金層を得るために浴温を上げる必要がなく、めっき浴への浸漬時間も

短縮できる。

【0011】

【実施の形態】めっき層に含まれるMgは、極めて保護性の強いMg含有Zn系腐食生成物となってめっき層の表層に保護皮膜を形成し、めっき層自体の腐食を著しく遅延させる。因みに、Mgを含まない亜鉛めっき鋼材では、腐食の進行に伴って保護性のない酸化亜鉛が生成し、更に腐食が進行しやすくなる。このような腐食抑制効果は、0.5質量%以上のMg含有で顕著になり、10.0質量%で飽和する。めっき層中のAlは、一部がMgと共にZn系腐食生成物に取り込まれ、Mgと同様に腐食生成物の保護能を向上させ、めっき層自体の腐食を遅くする。更に、Alの一部は、Zn-Al系腐食生成物を形成する。Zn-Al系腐食生成物は、極めて安定でめっき層の表層に存在し、長期耐久性を向上させる。このような効果は、0.005質量%以上のAl含有で顕著になる。しかし、30質量%を超える過剰量のAl含有は、めっき温度の上昇を必要とし、どぶ漬け法が適用できなくなる。

【0012】めっき層/下地鋼の界面には、Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>金属間化合物、FeAl<sub>3</sub>金属間化合物の1種又は2種からなる合金層が生成している。Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>金属間化合物やFeAl<sub>3</sub>金属間化合物は、Znを固溶しており、Fe-Zn系金属間化合物、Fe-Zn-Al系非晶質化合物を含むこともある。Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>金属間化合物、FeAl<sub>3</sub>金属間化合物は、亜鉛めっき鋼材に生成しているFe-Zn系金属間化合物に比較して耐食性に優れており、腐食過程でAlリッチの腐食生成物を生成する。生成した腐食生成物は、バリアとなってめっき層、下地鋼の腐食を著しく遅延させる。従来のアルミニウムめっき鋼板では非晶質のAl系腐食生成物が生成することによって非常に優れた耐食性が発現されることが報告されているが、Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>金属間化合物、FeAl<sub>3</sub>金属間化合物の腐食反応によって生成するAlリッチの腐食生成物も、アルミニウムめっきでみられる非晶質Al系腐食生成物に類似する作用を呈するものと推察される。

【0013】合金層にFe-Zn系金属間化合物、Fe-Zn-Al系非晶質化合物が含まれていても、Alリッチな腐食生成物が生成する腐食挙動に基本的な変化はなく、優れた耐食性が維持される。合金層の隙間にめっき層が入り込んだ構造や、Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>金属間化合物、FeAl<sub>3</sub>金属間化合物、Fe-Zn系金属間化合物、Fe-Zn-Al系非晶質化合物等がめっき層に分散した構造でも、腐食挙動に基本的な変化はなく、優れた耐食性が維持される。

【0014】耐食性の良好な合金層を形成させる上では、めっき浴を450~570℃の温度域に保持することが好ましい。なかでも、470~570℃の温度域にめっき浴を保持すると、浸漬時間の短縮も図られる。しかし、めっき原板である鋼材の成分・組成によっては4



50～570℃の温度域で合金層が異常発達し、ヤケ等の表面欠陥が発生する場合がある。このような場合、比較的低温で浸漬時間を厳しく管理しためっき条件が採用される。

【0015】Al, Zn以外の合金成分をめっき層に含ませると、一般耐食性が更に向上し、塗装後耐食性、表面外観、めっき層の膜厚均一化等が図られる。たとえば、Ni, Cu, Co, Mn, Cr, Mo, V, Wの1種又は2種以上を添加すると、めっき層の表面に生成する酸化皮膜の不動態化傾向が促進され、塗膜下での腐食反応が抑えられる。また、めっき層の表面に微小な凹凸が形成され、アンカー効果による塗膜密着性も向上する。塗装後耐食性の改善効果は、Ni, Cu, Co, Mn, Cr, Mo, V, Wを0.005質量%以上添加することによってみられる。しかし、過剰添加はドロス発生等による作業性低下及び外観品質の劣化を招くことになるので、それぞれ上限をNi:2.0質量%, Cu:1.0質量%, Co:1.0質量%, Mn:1.0質量%, Cr:1.0質量%, Mo:1.0質量%, V:1.0質量%, W:1.0質量%に設定する。

【0016】Ca, Na, Li, K, Sr, Ba, Be, Y, Zr, ミッシュメタルの1種又は2種以上を添加すると、めっき層の表面に生成するMg系酸化皮膜の形成が適度に制御され、皺模様の発生がなく、めっき層の表面外観が改善される。皺模様は、半熔融状態のめっき金属が垂れ落ちるに伴い、めっき層の表面に生成しているMg系酸化皮膜に張力が加わることによって発生する模様であるが、酸素親和力が比較的高いCa, Na, Li, K, Sr, Ba, Be, Y, Zr, ミッシュメタル等を添加することにより抑制される。皺模様の発生抑制及び表面外観の改善に及ぼすCa, Na, Li, K, Sr, Ba, Be, Y, Zr, ミッシュメタルの作用は、添加量0.005質量%以上で顕著になるが、0.5質量%で飽和する。

【0017】Zn, Mgを含むめっき層が凝固するときZn<sub>11</sub>Mg<sub>2</sub>相及びZn<sub>2</sub>Mg相が晶出するが、Zn<sub>11</sub>Mg<sub>2</sub>相は、めっき後に放置しておくとき黒変色しやすく外観品質を劣化させる一因となる。黒変色は、Zn<sub>11</sub>Mg

2相の優先的な腐食で生成する腐食生成物が原因であるが、適量のTi及び/又はBをめっき層に添加すると表面外観、耐食性に悪影響を及ぼすZn<sub>11</sub>Mg<sub>2</sub>相の生成が抑制される。Ti, Bの添加によって、めっき層に晶出するZn-Mg系金属間化合物を実質的にZn<sub>2</sub>Mg相のみにもできる。Zn<sub>11</sub>Mg<sub>2</sub>相の生成は、0.001質量%以上のTi又はB添加で抑制される。しかし、0.1質量%を超えるTiや0.045質量%を超えるBを添加すると、めっき層中にTi-Al系, Ti-B系, Al-B系等の析出物が生成・成長し、めっき層に凹凸(ブツ)が生じ外観が劣化しやすくなる。

【0018】Si添加は、Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>金属間化合物、FeAl<sub>3</sub>金属間化合物の成長を制御し、膜厚が均一な合金層の生成・成長に有効である。また、Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>金属間化合物、FeAl<sub>3</sub>金属間化合物がめっき層の表層にまで局部的に成長することがSi添加によって抑えられ、ヤケと称される表面欠陥の発生が抑制される。このような効果は0.005質量%以上のSi添加で得られるが、2.0質量%を超える過剰量のSiを添加すると溶融めっき浴にドロスが発生しやすくなる。

【0019】

【実施例1】種々の組成をもつ溶融めっき浴(浴温:450～550℃)に溶接鋼管を30～300秒浸漬し、めっき付着量が450～470g/m<sup>2</sup>の範囲に統一されためっき鋼材を製造した。各めっき鋼材から試験片を切り出し、JIS Z2371に規定されている塩水噴霧試験に供した。塩水噴霧を100時間継続した後、試験片表面に形成されている被覆層の腐食減量を測定し、測定結果から腐食速度を算出した。表1の試験結果にみられるように、合金層及びめっき層組成が本発明で規定した条件を満足する試験番号1～27は、従来の亜鉛めっき品(試験番号28)やZn-5%Alめっき品(試験番号29)に比較して耐食性に優れていた。また、Si, Ti, Bをめっき層に添加しても耐食性が低下することなく、表面外観が改善され、表面欠陥のないめっき鋼材が得られた。

【0020】

表1：合金層、めっき層が耐食性に及ぼす影響

No.	合金層の構成化合物				めっき層(質量%)				腐食速度 (g/m <sup>2</sup> ・時)
	I	II	III	IV	Zn	Al	Mg	その他	
1	○	-	-	-	残	6.1	3.0		0.014
2	-	○	-	-	残	6.1	3.0		0.015
3	○	○	-	-	残	6.1	3.0		0.018
4	○	○	-	-	残	6.1	3.0	Si:0.02	0.017
5	○	○	-	-	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01	0.018
6	○	○	○	-	残	6.1	3.0		0.012
7	○	○	○	-	残	6.1	3.0	Si:0.02	0.014
8	○	○	○	-	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01	0.013
9	○	○	○	○	残	6.1	3.0		0.016
10	○	-	-	-	残	11.6	3.1		0.011
11	-	○	-	-	残	11.6	3.1		0.012
12	○	○	-	-	残	11.6	3.1		0.011
13	○	○	-	-	残	11.6	3.1	Si:0.3	0.012
14	○	○	-	-	残	11.6	3.1	Ti:0.02,B:0.01	0.011
15	○	○	○	-	残	11.6	3.1		0.013
16	○	○	○	-	残	11.6	3.1	Si:0.3	0.013
17	○	○	○	-	残	11.6	3.1	Ti:0.02,B:0.01	0.012
18	○	○	○	○	残	11.6	3.1		0.015
19	-	○	-	-	残	0.8	2.8		0.034
20	-	○	○	-	残	0.8	2.8		0.032
21	-	○	○	○	残	0.8	2.8		0.038
22	-	○	-	○	残	0.8	2.8		0.036
23	○	-	-	-	残	27	3.5	Si:1.5	0.011
24	-	○	-	-	残	27	3.5	Si:1.5	0.012
25	○	○	-	-	残	27	3.5	Si:1.5	0.011
26	○	○	○	-	残	27	3.5	Si:1.5	0.014
27	○	○	○	○	残	27	3.5	Si:1.5	0.012
28	-	-	-	○	残	0.002		Pb:0.8	1.1
29	○	○	-	-	残	5.1			0.12

合金層の構成化合物 I は FeAl<sub>3</sub> 金属間化合物, II は Fe<sub>9</sub>Al<sub>5</sub> 金属間化合物, III は Fe-Zn-Al 系非晶質化合物, IV は Fe-Zn 系金属間化合物を示す

## 【0021】

【実施例2】めっき層組成が異なることを除き、実施例1と同様に合金層及び溶融Zn-Al-Mg系合金めっき層が形成されためっき鋼材をどぶ漬け法で製造した。得られた各めっき鋼材について、実施例1と同じ塩水噴霧試験で腐食速度を測定し、測定値から裸耐食性を判定した。また、めっき鋼材をメタクレンで脱脂した後、表面調整及びリン酸亜鉛処理の塗装前処理を施し、アクリル系塗料をバーコータで塗布し、常温で10分間乾燥させた後、160℃で20分焼き付けることにより乾燥膜厚30μmの塗膜を形成した。塗装後の試験片に地鉄に達するノッチを入れた後、塩水噴霧(35℃、5%NaCl)2時間→乾燥(60℃、30%RH)4時間→湿潤(50℃、95%RH)2時間の複合サイクル腐食試\*

\* 験に供した。そして、500時間の複合サイクル試験後にスクラッチ部の最大フレ幅を測定し、測定値から塗装後耐食性を判定した。

【0022】調査結果を示す表2から明らかなように、合金層及びめっき層組成が本発明で規定した条件を満足する試験番号1～42は、従来の亜鉛めっき品(試験番号43)やZn-5%Alめっき品(試験番号44)に比較し裸耐食性に優れていた。裸耐食性は、Ni, Cu, Co, Mn, Cr, Mo, V, Wを含まないめっき層と比較しても遜色なかった。塗装後耐食性も、何れも最大フレ幅が0.4mm以下と小さく、従来の亜鉛めっき品(試験番号43)やZn-5%Alめっき品(試験番号44)より優れていた。

## 【0023】

表2：合金層、めっき層組成が耐食性、塗装後耐食性に及ぼす影響

No.	合金層の構成化合物				めっき層 (質量%)				腐食速度 ( $\text{g}/\text{m}^2/\text{時}$ )	最大膨れ幅 (mm)
	I	II	III	IV	Zn	Al	Mg	その他		
1	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Ni:0.02	0.014	0.4
2	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Cu:0.02	0.013	0.4
3	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Co:0.02	0.015	0.4
4	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Mn:0.02	0.015	0.4
5	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Cr:0.02	0.014	0.4
6	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Mo:0.02	0.014	0.4
7	○	○	—	—	残	6.1	3.0	V:0.02	0.015	0.4
8	○	○	—	—	残	6.1	3.0	W:0.02	0.015	0.4
9	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Si:0.02,Ni:0.02	0.015	0.4
10	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Si:0.02,Cu:0.01	0.014	0.4
11	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Si:0.02,Co:0.01	0.013	0.4
12	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Ni:0.02	0.015	0.4
13	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Mn:0.01	0.016	0.4
14	○	○	—	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Cr:0.01	0.015	0.4
15	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Ni:0.2	0.014	0.3

表2：合金層、めっき層組成が耐食性、塗装後耐食性に及ぼす影響

(続き)

No.	合金層の構成化合物				めっき層 (質量%)				腐食速度 ( $\text{g}/\text{m}^2/\text{時}$ )	最大膨れ幅 (mm)
	I	II	III	IV	Zn	Al	Mg	その他		
16	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Cu:0.2	0.013	0.4
17	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Co:0.2	0.016	0.3
18	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Mn:0.2	0.014	0.4
19	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Cr:0.2	0.015	0.3
20	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Mo:0.2	0.015	0.4
21	○	○	○	—	残	6.1	3.0	V:0.2	0.014	0.4
22	○	○	○	—	残	6.1	3.0	W:0.2	0.016	0.4
23	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Si:0.04,Ni:0.4	0.014	0.3
24	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Si:0.05,Cu:0.05	0.016	0.4
25	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Si:0.05,Co:0.15	0.013	0.4
26	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Ni:0.5	0.016	0.4
27	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Mn:0.5	0.015	0.3
28	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Cr:0.5	0.014	0.3
29	○	—	—	—	残	11.9	3.1	Ni:0.2	0.011	0.4
30	—	○	—	—	残	11.9	3.1	Cu:0.7	0.012	0.3

表2: 合金層, めっき層組成が裸耐食性, 塗装後耐食性に及ぼす影響

(続き)

No.	合金層の構成化合物				めっき層 (質量%)				腐食速度 (g/m <sup>2</sup> /時)	最大膨れ幅 (mm)
	I	II	III	IV	Zn	Al	Mg	その他		
31	○	○	-	-	残	11.9	8.1	Co:0.5	0.011	0.3
32	○	○	-	-	残	11.9	8.1	Si:0.3,Mn:0.3	0.012	0.3
33	○	○	-	-	残	11.9	8.1	Ti:0.02,B:0.01,Cr:0.4	0.011	0.3
34	-	○	-	-	残	0.8	2.8	Ni:0.01	0.033	0.4
35	-	○	-	○	残	0.8	2.8	Cu:0.04	0.033	0.4
36	-	○	○	○	残	0.8	2.8	Co:0.02	0.036	0.4
37	-	○	-	○	残	0.8	2.8	Mn:0.06	0.034	0.4
38	○	-	-	-	残	27	3.5	Si:1.5,Cr:0.07	0.013	0.4
39	-	○	-	-	残	27	3.5	Si:1.5,Ni:0.015	0.011	0.4
40	○	○	-	-	残	27	3.5	Si:1.5,Cu:0.025	0.012	0.4
41	○	○	○	-	残	27	3.5	Si:1.5,Co:0.04	0.014	0.4
42	○	○	○	○	残	27	3.5	Si:1.5,Mn:0.03	0.013	0.4
43	-	-	-	○	残	0.002	-	Pb:0.8	1.1	1.5
44	○	○	-	-	残	5.1	-	-	0.12	0.9

合金層の構成化合物 I は FeAl<sub>3</sub> 金属間化合物, II は Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 金属間化合物, III は Fe-Zn-Al 系非晶質化合物, IV は Fe-Zn 系金属間化合物を示す。

【0024】

【実施例3】めっき層組成が異なることを除き、実施例1と同様に合金層及び溶融Zn-Al-Mg系合金めっき層が形成されためっき鋼管をどぶ漬け法で製造した。得られた各めっき鋼材を実施例1と同じ塩水噴霧試験し、腐食速度を求めた。また、各めっき鋼材の外観を目視観察し、めっき層表面に部分的な皺が発生しているものを△、皺が検出されなかったものを○として外観を評価した。

【0025】表3の調査結果にみられるように、合金層 30 及びめっき層組成が本発明で規定した条件を満足する試\*

\* 試験番号1〜36は、従来の亜鉛めっき品（試験番号3

7）やZn-5%Alめっき品（試験番号38）に比較し裸耐食性に優れていた。裸耐食性は、Ca, Na, Li, K, Sr, Ba, Be, Y, Zr, ミッシュメタルを含まないめっき層と比較しても遜色なかった。外観観察の結果では、Ca, Na, Li, K, Sr, Ba, Be, Y, Zr, ミッシュメタルを含まないめっき層（試験番号39〜42）に比較して皺模様が観察されず、良好な表面性状を呈していた。

表3: 合金層, めっき層組成が裸耐食性, 外観に及ぼす影響

No.	合金層の構成化合物				めっき層 (質量%)				腐食速度 (g/m <sup>2</sup> /時)	外観評価
	I	II	III	IV	Zn	Al	Mg	その他		
1	○	○	-	-	残	6.1	3.0	Ca:0.01	0.013	○
2	○	○	-	-	残	6.1	3.0	ミッシュメタル:0.01	0.014	○
3	○	○	-	-	残	6.1	3.0	Li:0.01	0.014	○
4	○	○	-	-	残	6.1	3.0	K:0.01	0.015	○
5	○	○	-	-	残	6.1	3.0	Sr:0.01	0.014	○
6	○	○	-	-	残	6.1	3.0	Si:0.02,Ba:0.01	0.014	○
7	○	○	-	-	残	6.1	3.0	Si:0.02,Be:0.01	0.015	○
8	○	○	-	-	残	6.1	3.0	Si:0.02,Y:0.01	0.013	○
9	○	○	-	-	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Na:0.01	0.014	○
10	○	○	-	-	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Zr:0.01	0.015	○
11	○	○	-	-	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Sr:0.01	0.016	○
12	○	○	○	-	残	7.2	3.5	Zr:0.2	0.014	○
13	○	○	○	-	残	7.2	3.5	ミッシュメタル:0.2	0.014	○
14	○	○	○	-	残	7.2	3.5	Na:0.2	0.015	○
15	○	○	○	-	残	7.2	3.5	Y:0.2	0.013	○

表3：合金層、めっき層組成が耐食性、外観に及ぼす影響

(続き)

No.	合金層の構成化合物				めっき層 (質量%)				腐食速度 (g/m <sup>2</sup> /時)	外観評価
	I	II	III	IV	Zn	Al	Mg	その他		
16	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Be:0.2	0.016	○
17	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Si:0.04,Ca:0.4	0.013	○
18	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Si:0.05,Na:0.2	0.015	○
19	○	○	○	—	残	7.2	3.5	Si:0.05,Li:0.2	0.014	○
20	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,K:0.4	0.015	○
21	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Sr:0.4	0.016	○
22	○	○	○	—	残	6.1	3.0	Ti:0.02,B:0.01,Zr:0.3	0.015	○
23	○	—	—	—	残	11.9	3.1	Na:0.2	0.011	○
24	—	○	—	—	残	11.9	3.1	Ca:0.3	0.011	○
25	○	○	—	—	残	11.9	3.1	Sr:0.4	0.011	○
26	○	○	—	—	残	11.9	3.1	Si:0.3,Zr:0.3	0.011	○
27	○	○	—	—	残	11.9	3.1	Ti:0.02,B:0.01,Li:0.4	0.012	○
28	—	○	—	—	残	0.8	2.8	Na:0.007	0.034	○
29	—	○	○	—	残	0.8	2.8	Ca:0.007	0.034	○
30	○	○	○	○	残	0.8	2.8	Sr:0.008	0.035	○

表3：合金層、めっき層組成が耐食性、外観に及ぼす影響

(続き)

No.	合金層の構成化合物				めっき層 (質量%)				腐食速度 (g/m <sup>2</sup> /時)	外観評価
	I	II	III	IV	Zn	Al	Mg	その他		
31	—	○	—	○	残	0.8	2.8	Zr:0.006	0.033	○
32	○	—	—	—	残	27	3.5	Si:1.5,Sr:0.07	0.012	○
33	—	○	—	—	残	27	3.5	Si:1.5,Zr:0.07	0.012	○
34	○	○	—	—	残	27	3.5	Si:1.5,Y:0.025	0.013	○
35	○	○	○	—	残	27	3.5	Si:1.5,Ca:0.04	0.012	○
36	○	○	○	○	残	27	3.5	Si:1.5,Na:0.03	0.012	○
37	—	—	—	○	残	0.002	—	Pb:0.8	1.1	○
38	○	○	—	—	残	5.1	—	—	0.12	○
39	○	○	—	—	残	6.1	3.0	—	0.014	△
40	○	○	—	—	残	11.9	3.1	—	0.012	△
41	○	○	—	—	残	0.8	2.8	—	0.033	△
42	○	○	—	—	残	27	3.5	Si:1.5	0.012	△

合金層の構成化合物 I は  $\text{FeAl}_3$  金属間化合物、II は  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  金属間化合物、III は  $\text{Fe-Zn-Al}$  系非晶質化合物、IV は  $\text{Fe-Zn}$  系金属間化合物を示す。

【0027】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明の溶融  $\text{Zn-Al-Mg}$  系合金めっき鋼材は、めっき層/下地鋼の界面に生成した  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  金属間化合物及び/又は  $\text{FeAl}_3$  金属間化合物を含む合金層を介して特定組成の溶融  $\text{Zn-Al-Mg}$  系合金めっき層を形成しているのので、 $\text{Zn-55\%Al}$ めっきのように高いめっき温度を必要とすることなく、優れた耐食性を呈する。また、N\*

\* i, Cu, Co, Mn, Cr, Mo, V, W の添加によって塗装後耐食性が、Ca, Na, Li, K, Sr, Ba, Be, Y, Zr, ミッシュメタルの添加によって外観が改善される。このような長所を活用し、所定形状に成形した鉄鋼材料を溶融めっき浴に浸漬するとお漬け法で、建築、土木、道路、農業用等の鋼材や各種金具類に適しためっき鋼材が提供される。

フロントページの続き

(72)発明者 安藤 敦司  
大阪府堺市石津西町5番地 日新製鋼株式  
会社技術研究所内

Fターム(参考) 4K027 AA07 AA08 AA15 AB06 AB32  
AB44 AE03